

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-294383
(43)Date of publication of application : 09.10.2002

(51)Int.Cl. C22C 21/02
B21J 1/06
B21J 5/00
B22D 11/00
B22D 11/20
B22D 11/22
C22C 21/06
C22F 1/05
// C22F 1/00

(21)Application number : 2001-102207

(71)Applicant : SHOWA DENKO KK

(22)Date of filing : 30.03.2001

(72)Inventor : DANNOHARA TETSUJI
TAKEMURA HIDETAKA
OKAMOTO YASUO

(54) ALUMINUM ALLOY INGOT FOR PLASTIC WORKING, METHOD FOR PRODUCING ALUMINUM ALLOY INGOT FOR PLASTIC WORKING, METHOD FOR PRODUCING ALUMINUM ALLOY PLASTIC WORKED PRODUCT AND ALUMINUM ALLOY PLASTIC WORKED PRODUCT

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy ingot which has improved strength, and in which recrystallized grains are hardly generated.

SOLUTION: The aluminum alloy ingot for plastic working has a composition containing, by weight, 0.8 to 1.2% Mg, 0.7 to 1.0% Si, 0.3 to 0.65% Cu, 0.14 to 0.3% Mn, 0.14 to 0.3% Cr, $\leq 0.5\%$ Fe, 0.01 to 0.15% Ti and 0.0001 to 0.03% B, and has a structure in which the average grain size of crystallized products is $\leq 8 \mu\text{m}$, spacing between dendrite secondary arms is $\leq 40 \mu\text{m}$, and also, the crystal grain size is $\leq 300 \mu\text{m}$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

BEST AVAILABLE COPY

* NOTICES *

JPO and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] For Mg Si 0.8wt(s)% – 1.2wt% 0.7wt(s)% – 1.0wt%, For Cu Mn 0.3wt(s)% – 0.6wt% 0.14wt(s)% – 0.3wt%, For Fe less than [0.5wt%] and Ti 0.14wt(s)% – 0.3wt% 0.01wt(s)% – 0.15wt%, [Cr] B — 0.0001wt(s)% – 0.03wt% — the aluminium alloy ingot for plastic working to which it contains and the mean diameter of a crystallization object is characterized by what 40 micrometers or less and the diameter of crystal grain have [8 micrometers or less and a dendrite secondary arm spacing] an organization 300 micrometers or less for.

[Claim 2] The manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working which is the manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working which carries out continuous casting of the aluminium alloy ingot for plastic working according to claim 1, makes casting temperature ** (750**50), and is characterized by what a casting rate is cast for as a part for mm(240**50)/.

[Claim 3] The manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working characterized by what is not homogenized after casting in the manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working according to claim 2.

[Claim 4] In the manufacture approach of an aluminium alloy plasticity workpiece of performing plastic working to the aluminium alloy ingot for plastic working, and manufacturing a workpiece The aluminium alloy ingot for plastic working according to claim 1, Or when performing plastic working to the aluminium alloy ingot for plastic working, using claim 2 or the aluminium alloy ingot for plastic working according to claim 3 as an aluminium alloy ingot for plastic working, [Rate of 430+ plastic working (%)] The manufacture approach of the aluminium alloy plasticity workpiece characterized by what is heated below 550 degrees C more than **.

[Claim 5] It is the manufacture approach of the aluminium alloy plasticity workpiece characterized by what plastic working is forging in the manufacture approach of an aluminium alloy forging according to claim 4.

[Claim 6] The manufacture approach of the aluminium alloy plasticity workpiece characterized by what solution treatment is performed for at 520 degrees C – 550 degrees C in the manufacture approach of an aluminium alloy plasticity workpiece according to claim 4 or 5.

[Claim 7] The aluminium alloy plasticity workpiece manufactured by the manufacture approach given in any 1 term of claim 4 to claim 6.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working of an aluminum(aluminum)-Mg(magnesium)-Si (silicon) system, and the aluminium alloy ingot for plastic working, the manufacture approach of the aluminium alloy plasticity workpiece which carries out plastic working of the product using the aluminium alloy ingot for plastic working, and an aluminium alloy plasticity workpiece.

[0002]

[Description of the Prior Art] Autoparts, for example, suspension components, have transposed to the aluminum ingredient or the aluminium alloy ingredient more often by making lightweight-ization into a key objective, although the iron system ingredient was used chiefly. In these autoparts, since the outstanding corrosion resistance, high intensity, and the outstanding workability are required, an aluminum-Mg-Si system alloy, especially A6061 are used abundantly as an aluminium alloy ingredient. And such autoparts are manufactured by forging which is one of the plastic working, using an aluminium alloy ingredient as a material for processing in order to aim at improvement in reinforcement.

[0003] Moreover, since it is necessary to aim at a cost cut recently, after forging a casting member as a material as it is, without carrying out extrusion, the suspension components which processed T6 and were obtained are beginning to be put in practical use, lightweight-ization is further carried out in eye, and development of the high intensity alloy which replaces conventional A6061 is furthered (for example, indicated by JP,5-59477,A, JP,5-247574,A, and JP,6-256880,A.).

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] In forging and a heat treatment process, the processing organization recrystallized the high intensity alloy of these [A6061] and an aluminum-Mg-Si system alloy, and when big and rough crystal grain was generated, it had the problem that sufficient high intensity could not be obtained. Therefore, there are many examples which added Zr (zirconium) and have prevented recrystallization because of big and rough recrystallization grain prevention (for example, indicated by JP,5-59477,A and JP,5-247574,A.).

[0005] However, although addition of Zr has effectiveness in recrystallization prevention, it has the following problems.

(1) By addition of Zr, the grain-refining effectiveness of an aluminum-Ti(titanium)-B (boron) system alloy can weaken, and the crystal grain of the ingot itself becomes coarse, and cause the fall of the workpiece after plastic working on the strength more often conversely.

(2) Since the grain-refining effectiveness of the ingot itself can weaken, it becomes easy to generate an ingot crack, an internal defect increases, and the yield gets worse.

(3) While Zr forms an aluminum-Ti-B system alloy and a compound, and a compound deposits it on the bottom of the furnace which stores an alloy molten metal and polluting a furnace, also in the manufactured ingot, into an ingot, these compounds crystallize big and rough and reduce reinforcement.

For this reason, although it was effective, it was difficult for addition of Zr to maintain strong stability, the quality of a product became unstable and it had caused the rise of ingredient cost.

[0006] This invention is what was made in order to cancel un-arranging [which was described above]. The content of alloy elements, such as Mg (magnesium), Si (silicon), Cu (copper), Mn (manganese), and Cr (chromium), is adjusted, and they are the mean diameter of a crystallization object, and the dendrite secondary arm spacing (it is described as DAS below Dendrite Arm Space:) of an ingot organization. By adjusting the diameter of crystal grain, reinforcement improves and the manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working which a recrystallization grain cannot generate easily, and the aluminium alloy ingot for plastic working, and the manufacture approach of an aluminium alloy plasticity workpiece are offered.

[0007]

[Means for Solving the Problem] The aluminium alloy ingot for plastic working concerning this invention Si (silicon) 0.8wt(s)% - 1.2wt% for Mg (magnesium) 0.7wt(s)% - 1.0wt%, Mn (manganese) 0.3wt(s)% - 0.6wt% for Cu (copper) 0.14wt(s)% - 0.3wt%, Fe (iron) 0.14wt(s)% - 0.3wt% for Cr (chromium) Less than [0.5wt%], Ti (titanium) — 0.01wt(s)% - 0.15wt% and B (boron) — 0.0001wt(s)% - 0.03wt% — it contains, and the mean particle diameter of a crystallization object has [40 micrometers or less and the diameter of crystal grain] 8 micrometers or less, and DAS has an organization 300 micrometers or less. Moreover, the manufacture

approach of the aluminium alloy ingot for plastic working which carries out continuous casting of the above-mentioned aluminium alloy ingot for plastic working concerning this invention is an approach of making casting temperature into ** (750**50), and casting a casting rate as a part for mm(240**50)/. In addition, not homogenizing after casting is desirable. Furthermore, the manufacture approach of the aluminium alloy plasticity workpiece concerning this invention is the approach of heating below 550 degrees C more than [rate of 430+ plastic working (%)] **, when performing plastic working to the aluminium alloy ingot for plastic working using the above-mentioned aluminium alloy ingot for plastic working. In addition, it is desirable to perform solution treatment at 520 degrees C – 550 degrees C after plastic working. Moreover, the aluminium alloy plasticity workpiece concerning this invention is manufactured by the above-mentioned manufacture approach. In addition, weight % is meant and wt% in this specification is equivalent to mass % of SI unit. Following [for example,], 0.7wt(s)% is 0.7 % of the weight or 0.7 mass %.

[0008]

[Embodiment of the Invention] Hereafter, this invention is explained. Si coexists with Mg, forms a Mg2Si system sludge, and contributes to the improvement in on the strength of a final product. If there are few contents of Si than 0.7wt(s)%, the effectiveness of precipitation strengthening will decrease. On the other hand, when 1.0wt% is exceeded, it not only reduces the forging nature (plastic workability) of an ingot, and the toughness of a final product, but the grain boundary deposit of Si will increase, it will be easy to produce grain boundary embrittlement, and the mean particle diameter of the crystallization object of an ingot will exceed a predetermined upper limit. Therefore, it is necessary to make the content of Si into the range of 0.7wt% – 1.0wt%. In addition, Si raises the reinforcement of the final product after aging treatment further by adding superfluously exceeding the amount which generates Mg2Si to the amount of Mg mentioned later.

[0009] Mg coexists with Si, forms a Mg2Si system sludge, and contributes it to the improvement in on the strength of a final product. If there are few contents of Mg than 0.8wt(s)%, the effectiveness of precipitation strengthening will decrease. On the other hand, when 1.2wt% is exceeded, it not only reduces the forging nature of an ingot, and the toughness of a final product, but the mean particle diameter of the crystallization object of an ingot will exceed a predetermined upper limit. Therefore, it is necessary to make the content of Mg into the range of 0.8wt% – 1.2wt%.

[0010] Cu promotes the age-hardening of a final product remarkably by making the amount of supersaturation of the appearance of a Mg2Si system sludge increase, and making the amount of Mg2Si deposits increase. If there are few contents of Cu than 0.3wt(s)%, the above-mentioned effectiveness will also decrease. On the other hand, if 0.6wt% is exceeded, the forging nature of an ingot and the toughness of a final product will be reduced, and corrosion resistance will be degraded further. Therefore, it is necessary to make the content of Cu into the range of 0.3wt% – 0.6wt%.

[0011] Crystallizing Mn as an AlMnSi phase, Mn which is not crystallized deposits and controls recrystallization. According to the operation which controls this recrystallization, after forging makes crystal grain detailed and the effectiveness of the improvement in toughness of a final product and corrosion-resistant improvement is brought about. If there are few contents of Mn than 0.14%, the above-mentioned effectiveness will decrease. On the other hand, if 0.3wt% is exceeded, a huge intermetallic compound will arise and the ingot organization of this invention will no longer be filled. Therefore, it is necessary to make the content of Mn into the range of 0.14wt% – 0.3wt%.

[0012] Also crystallizing Cr as an AlCrSi phase, Cr which is not crystallized deposits and controls recrystallization. According to the operation which controls this recrystallization, after forging makes crystal grain detailed and the effectiveness of the improvement in toughness of a final product and corrosion-resistant improvement is brought about. If there are few contents of Cr than 0.14%, the above-mentioned effectiveness will decrease. On the other hand, if 0.3wt% is exceeded, a huge intermetallic compound will arise and the ingot organization of this invention will no longer be filled. Therefore, it is necessary to make the content of Cr into the range of 0.14wt% – 0.3wt%.

[0013] It prevents coarsening, and Fe decreases quenching susceptibility, and raises reinforcement and toughness, and also raises corrosion resistance while it combines with aluminum and Si and crystallizes in an alloy. If Fe content exceeds 0.5wt(s)%, the above-mentioned effectiveness will no longer be acquired. Therefore, it is necessary to make the content of Fe into less than [0.5wt%].

[0014] Ti is an alloy element effective when attaining detailed-ization of crystal grain, and prevents that an ingot crack etc. occurs on a continuous casting rod. Furthermore, in order that the ingot of this invention may perform forging, without processing extrusion etc., although the diameter of crystal grain of an ingot is adjusted to 300 micrometers or less, this Ti plays an important role. If there are few contents of Ti than 0.01wt(s)%, detailed-ized effectiveness will not be acquired, but on the other hand, if 0.15% is exceeded, big and rough Ti compound will crystallize and toughness will be degraded. Therefore, it is necessary to make the content of Ti into the range of 0.01wt% – 0.15wt%.

[0015] Like Ti, it is an element effective in grain refining, if fewer than 0.0001wt%, the effectiveness will not be acquired, but on the other hand, B will also degrade toughness, if 0.03wt% is exceeded. Therefore, it is necessary to make the content of B into the range of 0.0001wt% – 0.03wt%.

[0016] Next, the organization of the aluminium alloy ingot for plastic working which carried out continuous casting is explained. First, it is the magnitude of a crystallization object. The crystallization object as used in the field of this invention is crystallized that the secondary phase containing an AlMnSi phase, a Mg2Si phase,

Fe and Cr, an intermetallic compound, etc. is granular to the grain boundary, or in the shape of a piece. And as for the mean particle diameter of a crystallization object, it is desirable for it to be necessary to make it 8 micrometers or less, and to make it 6.8 micrometers or less still more preferably [it is more desirable and] to 7 micrometers or less. If the mean particle diameter of a crystallization object is 8 micrometers or less, forging nature is good, and also when carrying out hot-forging processing, without homogenizing, affecting forging nature will be lost. In the alloy of this invention that is an aluminum-Mg-Si system, when performing forging between heat, what affects forging nature most is considered to be whether to distribute to homogeneity in the magnitude of the crystallization object of transition metals, such as Fe, Mn, and Cr, and the magnitude in which crystallized Mg₂Si can dissolve enough at the time of T6 processing. In addition, measurement of the magnitude of a crystallization object identified the microstructure with image-analysis equipment (roux ZEKKUSU) with a microscope, and made particle size the diameter when converting the cross section of each crystallization into a circle.

[0017] Next, it is the magnitude of DAS (Dendrite Arm Space). If DAS of continuous casting material exceeds 40 micrometers, since the high intensity for which reinforcement fell and asked will not be obtained, it is good to set DAS to 40 micrometers or less, and to make it 20 micrometers or less more preferably. In addition, measurement of DAS was performed to "the light metal (1988), vol.38, No.1, p45" of the Japan Institute of Light Metals issue according to the "dendrite arm spacing measurement procedure" of a publication.

[0018] And it is the magnitude of the diameter of crystal grain. The magnitude of the diameter of crystal grain influences greatly the reinforcement of the product by which forging was carried out. That is, unlike an extruded material and the detailed recrystallization grain obtained by distortion installation of plastic working accepted in rolled stock etc., even if the detailed crystal grain obtained in the casting phase of continuous casting has little distortion itself at an in-house and it performs hot-forging processing, it is hard to generate big and rough recrystallization. However, if the diameter of crystal grain of the original ingot organization is large, for example 300 micrometers will be exceeded, improvement in reinforcement will not be accepted. Therefore, the diameter of crystal grain is good to make it 300 micrometers or less and to make it 250 micrometers or less more preferably. In addition, it asked for measurement of the diameter of crystal grain with microtomy on the optical microscope photograph.

[0019] Drawing 1 is the explanatory view showing the semi-continuous casting equipment which is an example of the manufacturing installation which manufactures the aluminium alloy ingot for plastic working of this invention. In drawing 1, 11 shows a molten metal receiver tank, the molten metal M of an aluminium alloy is supplied, and the tap hole 12 into which a molten metal M is made to flow is established in the bottom. 21 shows mold, and is attached in the molten metal receiver tank 11 bottom in the airtight condition, and the cylindrical inner skin 22 which is open for free passage on the same axle and which casts Ingot I is formed in the tap hole 12.

[0020] 31 shows cooling-medium passage, and consists of annular passage partial 31a which was made to go around in mold 21 and was prepared, and induction part 31b which makes this annular passage partial 31a open for free passage to the outside of mold 21, and Water W is supplied as a cooling medium for cooling mold 21. In order to show a jet hole and to make Ingot I cool, 32 makes annular passage partial 31a open for free passage, two or more, makes it go to mold 21 around, and is prepared in it so that the water W as a cooling medium can be sprayed on the periphery of Ingot I.

[0021] 33 shows gas passage, and it consists of annular passage partial 33a which mold 21 was made to go around and was prepared, and induction part 33b which makes this annular passage partial 33a open for free passage outside so that Gas A, for example, air, can be supplied to a part for a joint with the molten metal receiver tank 11 of the cylindrical inner skin 22. 34 shows lubricating oil passage, and it consists of annular passage partial 34a which mold 21 was made to go around and was prepared, and induction part 34b which makes this annular passage partial 34a open for free passage outside so that a lubricating oil O can be supplied to the cylindrical inner skin 22.

[0022] Next, casting of the aluminium alloy ingot for plastic working is explained. First, after mixing a metal, a hardener, metal silicon, a lump of bronze, etc. and making it dissolve with the fusion furnace which omitted illustration, a holding furnace performs flux processing for deslag. And the gas in a molten metal (especially hydrogen gas) is decreased by in-line degassing apparatus, and further, after removing detailed nonmetallic inclusion unremovable by flux processing, Ti and B are added.

[0023] Thus, if the molten metal M adjusted to the desired presentation is supplied to the molten metal receiver tank 11 The molten metal M which made casting temperature ** (750**50), extruding into mold 21 from a tap hole 12 By carrying out the secondary cooling of concrete with the water W which blows off from the jet hole 32, after the primary cooling of concrete is carried out with the water W supplied to the cooling-medium passage 31, with the cooling rate of 10 degrees C/second or more It becomes the ingot I which is more preferably cooled with the cooling rate of 20 degrees C/second or more, solidifies, and has an organization which described above.

[0024] Thus, the solidified ingot I is continuously drawn out below by dropping the bottom plate supporting this ingot I which omitted illustration at a fixed rate [(240**50) a part for mm/], i.e., a casting rate. And if the die length of Ingot I reaches fixed die length, casting will be interrupted and Ingot I will be drawn out upwards. Henceforth, Ingot I is cast one by one similarly.

[0025] In addition, the air A supplied to the gas passage 33 in the case of casting is supplied to the cylindrical

inner skin 22 of mold 21, and has the function to sever contact to mold 21 and a molten metal M. And the excessive air A flows between mold 21 and Ingots I to the bottom. Moreover, the lubricating oil O supplied to the lubricating oil passage 34 is supplied to the cylindrical inner skin 22 of mold 21, and has the function to prevent and evaporate printing to the cylindrical inner skin 22 of a molten metal M, and to sever contact to mold 21 and a molten metal M. The ingot I which has a healthy casting surface to this Air A and lubricating oil O is obtained.

[0026] In the following, the above-mentioned casting temperature of the temperature of the molten metal before casting is low at 750 degrees C, the temperature gradient at the time of coagulation becomes gently-sloping, and since the crystal grain made big and rough in the molten metal held at the elevated temperature is cast as it is, ***** to which big and rough crystal grain exists in a part of ingot occurs. On the other hand, if casting temperature exceeds 800 degrees C, since the temperature gradient at the time of coagulation will become sudden and the effectiveness of detailed-sized material will fall, compared with the usual granular **, the diameter of crystal grain of feathers-like ** becomes large, and reinforcement and ductility fall. Therefore, although considering as ** (750**50) is desirable as for casting temperature, it is good to consider as ** (750**20) more preferably, and to consider as 750 degrees C still more preferably.

[0027] Moreover, since a cooling rate becomes [a casting rate] slow by the following by 190mm/, the diameter of crystal grain becomes large. When a casting rate exceeds a part for 290mm/, generating of the residual thermal stress in an ingot increases, an ingot crack occurs, and it becomes impossible on the other hand, to manufacture an ingot, since [of the coagulation stage of a core, and the coagulation stage of the periphery section] it becomes large. Therefore, although it is desirable to consider as a part for mm (240**30)/as for a casting rate, it is good to consider as a part for mm(240**10)/more preferably, and to consider as a part for 240mm/still more preferably.

[0028] When carrying out hot forging of this alloy ingot that carried out continuous casting, by controlling whenever [rate of forging, and stoving temperature / of this aluminium alloy ingot], generating of big and rough recrystallization can be controlled more, and reinforcement can be raised further. That is, whenever [stoving temperature] is controlled in the range of 550 degrees C or less more than [rate of 430 degree-C+ plastic working (%)] (rate of forging) **. Here, when the rate of plastic working (rate of forging) is explained, case [like upsetting], it is [(height which deformed) /(initial height) x100 (%)], for example, and case [like extrusion], it is [(cross section which receives deformation) /(initial cross section) x100 (%)].

[0029] If big processing whose rate of plastic working (rate of forging) exceeds 50 (%) is added to an alloy ingot, even if distortion introduced during processing is large and is the fine crystal of an ingot, it will become the big energy for crystal growth at the time of solution treatment, and will become easy to generate big and rough recrystallization. However, in order that distortion introduced during hot working by raising whenever [stoving temperature] may decrease, the energy of the recrystallization growth at the time of solution treatment becomes small. However, when whenever [stoving temperature] exceeds 550 degrees C, a healthy product becomes impossible according to generating of burning.

[0030] Therefore, when the rate of plastic working performs forging of 50 (%), it is necessary to carry out hot forging by whenever [stoving temperature / of 550 degrees C or less] more than 480 degree C (430 degrees C +50 degrees C). In addition, when the rate of plastic working is large and a product sets up whenever [stoving temperature] according to the largest part of the rate of forging partially, a product healthy on the whole is obtained. Moreover, also when dividing into two or more processes, such as a rough-forging process and a finishing process, and forging, it is important in order to obtain a product with healthy carrying out hot forging by whenever [this stoving temperature] especially at the process which has a high rate of plastic working.

[0031] Next, the example of this invention is explained.

[0032]

[Table 1]

規格 P _{0.2} m)	DAS (μ m)	結晶粒径 (μ m)	引張強度 (MPa)	0.2%応力 (MPa)	引張強度 (%)	引張特性	
						屈服強度 (MPa)	引張強度 (%)
30	225	400	355	17.2			
32	210	412	362	16.3			
33	215	387	346	16.5			
30	205	384	351	17.9			
31	220	389	348	16.3			
29	225	371	340	16.5			
28	285	391	352	15.9			
29	205	372	340	16.1			
30	270	385	349	16.3			
32	285	388	351	16.7			
36	565	383	336	11.5			
29	230	361	332	12.9			
36	210	328	299	15.5			
30	225	364	351	14.3			
34	245	310	346	13.3			
33	335	369	337	13.9			
68	285	366	340	13.7			
35	235	363	341	15.1			

主要元素 (wt%)	微細化材 (wt%)						晶出物粒径 (μ)			
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Fe	Ti	B		
実施例1	0.80	0.40	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	
実施例2	0.95	0.40	0.20	0.85	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	7.2
実施例3	0.75	0.40	0.20	1.15	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.5
実施例4	0.80	0.35	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.9
実施例5	0.80	0.40	0.16	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.7
実施例6	0.80	0.40	0.20	1.00	0.15	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.9
実施例7	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0100	0.0020	5.0	6.5
実施例8	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0100	0.0080	5.0	7.6
実施例9	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0400	0.0010	40.0	6.5
実施例10	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0120	0.0040	3.0	6.9
比較例1	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0050	0.0010	5.0	7.0
比較例2	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0080	0.0000	5.0	6.7
比較例3	0.70	0.30	0.07	0.90	0.20	0.36	0.0200	0.0040	5.0	6.9
比較例4	1.00	0.02	0.60	0.85	0.15	0.25	0.0100	0.0030	5.0	6.3
比較例5	0.90	0.33	0.30	0.87	0.11	0.25	0.0300	0.0060	5.0	8.5
比較例6	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	7.3
比較例7	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	12.2
比較例8	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.20	0.0200	0.0040	5.0	12.5

[0033] The example 1 shown in Table 1 – an example 10, and the example 1 of a comparison – the example 5 of a comparison and an example 8 evaluate a presentation and an organization. And an example 1 – an example 10, and the example 6 of a comparison evaluate the effectiveness of detailed-ized material (Ti, B). Moreover, an example 1 – an example 10, and the example 7 of a comparison measure a cooling rate (casting rate).

[0034] It blended and the ingot whose diameter of each example and each example of a comparison is 4 inches or 8 inches was manufactured by the continuous casting process so that it might become each presentation. In addition, each example and each example of a comparison of casting temperature were **s (750**50).

Moreover, the example 7 of a comparison was a part for part [for 1 degree-C/-], and 9-degree-C/, and the cooling rate was a part for part [for 10 degrees-C/-], and 15-degree-C/except example of comparison 7. Furthermore, the example 7 of a comparison was a part for a part for 90mm/-, and less than 190mm/, and the casting rate was a part for part [for 190mm/-], and 290mm/except example of comparison 7.

[0035] By 30mm, the diameter extracted the sample whose die length is 34mm from four places which become the position of symmetry to the medial axis of the ingot of each example cast as mentioned above and each example of a comparison, organization observation was performed, and crystallization object mean particle diameter (micrometer), DAS (micrometer), and the diameter (micrometer) of crystal grain were measured. And after performing homogenization of 6 hours at 470 degrees C to each sample and heating each sample at 520 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to each sample. Then, after having quenched in 70-degree C warm water after holding at 530 degrees C for 3 hours, and holding each sample at 180 degrees C for 6 hours, it was left at the room temperature, and tensile strength (MPa), 0.2% proof stress (MPa), and elongation (%) were measured to each sample.

[0036] Since a presentation, an organization, etc. are within the limits of this invention, both the example 1 and – the example 10 are excellent in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation. On the other hand, since at least one of a presentation and the organizations is out of range as for this invention, the example 1 of a comparison – the example 5 of a comparison, and the example 8 of a comparison are inferior in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation. And since the example 6 of a comparison was cast the place usually cast within 30 minutes after supplying detailed-ized material (Ti, B) 2 hours after it supplied detailed-ized material, the effectiveness of detailed-ized material does not show up, but the diameter of crystal grain becomes out of range [this invention], and it is inferior in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation. Moreover, since it is later than the casting rate of this invention and this invention has crystallization object mean particle diameter and DAS out of range, the example 7 of a comparison is inferior in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation.

[0037] Thus, the casting alloy excellent in forging nature can be obtained by acting within the limits of this invention as a presentation, an organization, etc. Therefore, the component can be obtained while the large thing of high intensity, high toughness, and age-hardening nature serves as a suitable ingredient for the suspension the components demanded, for example, for automobiles, etc.

[0038]

[Table 2]

	主要元素 (wt%)						微細化材 (wt%)		粗粒			均質化		铸造条件		引張特性	
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Fe	Ti	B	Ti/B	晶出物 均粒径 (μ m)	DAS (μ m)	結晶 粒径 (μ m)	均質化溫 度 (°C)	铸造加 熱温度 (°C)	铸造加 熱速率 (%)	引張 強度 (MP a)	0.2%伸 長 (%)
実施例11	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	均質化省略	520	50	410	370
実施例12	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	均質化省略	520	75	415	388
実施例13	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	均質化省略	480	50	410	380
実施例14	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	均質化省略	460	30	400	368
実施例15	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	50	400	365
実施例16	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	75	410	381
実施例17	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	6.0	6.8	30	225	470	480	50	404	373
実施例1	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	460	30	390	355
実施例1	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	460	30	390	355

[0039] The example 1 shown in Table 2 and an example 11 – an example 17 evaluate homogenization. It blended and the ingot whose diameter of each example is 4 inches or 8 inches was manufactured by the continuous casting process so that it might become each presentation. In addition, each example of casting temperature was ** (750**50), the cooling rate was a part for part [for 10 degrees-C/-], and 15-degree-C/, and the casting rate was a part for part [for 190mm/-], and 290mm/-.

[0040] By 30mm, the diameter extracted the sample whose die length is 34mm from four places which become the position of symmetry to the medial axis of the ingot of each example cast as mentioned above, organization observation was performed, and crystallization object mean particle diameter (micrometer), DAS (micrometer), and the diameter (micrometer) of crystal grain were measured. And it did not homogenize to the sample of an example 11 – an example 14, but homogenization of 6 hours was performed at 470 degrees C to the sample of an example 1 and an example 15 – an example 17.

[0041] Next, after heating the sample of an example 1, an example 11, an example 12, and an example 15 at

520 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 75% of rates of forging to the sample of an example 12 and an example 15, and cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to the sample of an example 1 and an example 11. Moreover, after heating the sample of an example 13 and an example 16 at 480 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to the sample of an example 13 and an example 16.

[0042] Moreover, after heating the sample of an example 14 and an example 17 at 460 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 30% of rates of forging to the sample of an example 14 and an example 17. Then, after having quenched in 70-degree C warm water after holding at 530 degrees C for 3 hours, and holding each sample at 180 degrees C for 6 hours, it was left at the room temperature, and tensile strength (MPa), 0.2% proof stress (MPa), and elongation (%) were measured to each sample.

[0043] Since both a presentation of that which is homogenizing, an organization, etc. are within the limits of this invention, the example 1 and the example 15 – the example 17 are excellent in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation. On the other hand, after omitting homogenization, since both a presentation, an organization, etc. are within the limits of this invention, the example 11 – the example 14 are more excellent in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation.

[0044] Thus, since that which does not homogenize is more excellent in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation to that which homogenized, while homogenization down stream processing becomes unnecessary and the facility becomes unnecessary, when consumption energy decreases, productivity improves.

[0045]

[Table 3]

wt%	微細化材 (wt%)				組織			均質化		鍛造条件		引張特性	
	Cr	Fe	Ti	B	Ti/B	暴出物 平均粒 径(μ m)	DAS (μ m)	結晶粒 径(μ m)	均質化 温度 (°C)	鍛造加 熱温度 (°C)	鍛造加 熱工率(%)	引張強 度(MPa)	0.2%耐 力(MPa)
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	75	410	381	18.5
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	480	50	404	373	19.3
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	460	30	390	355	18.8
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	50	397	366	16.6
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	30	388	362	19.3
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	480	75	345	310	16.0
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	470	50	384	353	14.8
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	435	50	333	299	14.6
0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	435	30	326	291	19.5

主要元素	Si	Cu	Mn	N
実施例15	0.80	0.40	0.20	1.1
実施例16	0.80	0.40	0.20	1.1
実施例17	0.80	0.40	0.20	1.1
実施例18	0.80	0.40	0.20	1.1
実施例19	0.80	0.40	0.20	1.1
比較例9	0.80	0.40	0.20	1.1
比較例10	0.80	0.40	0.20	1.1
比較例11	0.80	0.40	0.20	1.1
比較例12	0.80	0.40	0.20	1.1

[0046] The example 15 shown in Table 3 – an example 19, and the example 9 of a comparison – the example 12 of a comparison evaluate whenever [to the rate of forging (rate of plastic working) / forging stoving temperature]. It blended and the ingot whose diameter of each example and each example of a comparison is 4 inches or 8 inches was manufactured by the continuous casting process so that it might become each presentation. In addition, each example and each example of a comparison of casting temperature were ** (750**50), the cooling rate was a part for part [for 10 degrees-C/-], and 15-degree-C/, and the casting rate was a part for part [for 190mm/-], and 290mm/-.

[0047] By 30mm, the diameter extracted the sample whose die length is 34mm from four places which become the position of symmetry to the medial axis of the ingot of each example cast as mentioned above and each example of a comparison, organization observation was performed, and crystallization object mean particle diameter (micrometer), DAS (micrometer), and the diameter (micrometer) of crystal grain were measured. And homogenization of 6 hours was performed at 470 degrees C to each sample.

[0048] Then, after heating the sample of an example 15, an example 18, and an example 19 at 520 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 75% of rates of forging to the sample of an example 15, cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to the sample of an example 18, and cogging processing was performed so that it might become 30% of rates of forging to the sample of an example 19. Moreover, after heating the sample of an example 16 and the example 9 of a comparison at 480 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 75% of rates of forging to the sample of the example 9 of a comparison, and cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to the sample of an example 16. Moreover, after heating the sample of the example 10 of a comparison at 470 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to the sample of the example 10 of a comparison. Furthermore, after heating the sample of an example 17 at 460 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 30% of rates of forging to the sample of an example 17. Moreover, after heating the sample of the example 11 of a comparison, and the example 12 of a comparison at 435 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to the sample of the example 11 of a comparison, and cogging processing was performed so that it might become 30% of rates of forging to the sample of the example 12 of a comparison.

[0049] Then, after having quenched in 70-degree C warm water after holding at 530 degrees C for 3 hours, and holding each sample at 180 degrees C for 6 hours, it was left at the room temperature, and tensile strength (MPa), 0.2% proof stress (MPa), and elongation (%) were measured to each sample.

[0050] Since whenever [to a presentation, an organization, and the rate of forging / forging stoving temperature / both] etc. are within the limits of this invention, the example 15 – the example 19 are excellent in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation. On the other hand, more than [rate of 430 degree-C+ plastic working (%)] ** of this invention, 550 degrees C or less since it is out of range, the example 9 of a comparison – the example 12 of a comparison are inferior in whenever [to the rate of forging / forging stoving temperature] in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation.

[0051]

[Table 4]

固体化処理	引張特性		
	引張強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	0.2%耐力 (MPa)
525	392	364	17.2
545	390	359	18.1
515	353	326	18.1
555	346	324	18.2

主要元素 (wt%)	鋼種化成 (wt%)						組織			均質化			鍛造条件		
	Cu	Mn	Cr	Fe	Ti	B	Ti/B	出物平均粒径 (μm)	DAS (μm)	結晶粒径 (μm)	均質化温度 (℃)	鍛造温度 (℃)	鍛造加工率 (%)		
Si	0.36	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	50	
実施例20	0.30	0.36	0.18	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	8.8	30	225	470	520	50
実施例21	0.30	0.36	0.18	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	8.8	30	225	470	520	50
比較例13	0.30	0.36	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	50
比較例14	0.30	0.36	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	50

[0052] The example 20 and example 21 which are shown in Table 4, and the example 13 of a comparison and the example 14 of a comparison evaluate solution treatment. It blended and the ingot whose diameter of each example and each example of a comparison is 4 inches or 8 inches was manufactured by the continuous casting process so that it might become each presentation. In addition, each example and each example of a comparison of casting temperature were **s (750**50), the cooling rate was a part for part [for 10 degrees-C/-], and 15-degree-C/, and the casting rate was a part for part [for 190mm/-], and 290mm/.

[0053] By 30mm, the diameter extracted the sample whose die length is 34mm from four places which become the position of symmetry to the medial axis of the ingot of each example cast as mentioned above and each example of a comparison, organization observation was performed, and crystallization object mean particle diameter (micrometer), DAS (micrometer), and the diameter (micrometer) of crystal grain were measured. And after performing homogenization of 6 hours at 470 degrees C to each sample and heating each sample at 520 degrees C, cogging processing was performed so that it might become 50% of rates of forging to each sample.

[0054] Then, at 525 degrees C, it was [sample / of the example 13 of a comparison] 545 degrees C about the sample of an example 21 in the sample of an example 20 at 515 degrees C, and after holding the sample of the example 14 of a comparison at 555 degrees C for 3 hours, it quenched in 70-degree C warm water, after holding at 180 degrees C for 6 hours, it was left at the room temperature, and tensile strength (MPa), 0.2% proof stress (MPa), and elongation (%) were measured to each sample.

[0055] Since a presentation, an organization, solution-ized temperature, etc. are within the limits of this invention, both the example 20 and the example 21 are excellent in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation. On the other hand, since this invention has solution-ized temperature out of range, the example 13

of a comparison and the example 14 of a comparison are inferior in tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation.

[0056] Drawing 2 is the explanatory view showing the level ***** equipment which is other examples of the manufacturing installation which manufactures the aluminium alloy ingot for plastic working of this invention. In drawing 2, 41 shows a molten metal receiver tank, the molten metal M of an aluminium alloy is supplied, and the tap hole 42 into which a molten metal M is made to flow is established in the bottom side face. 51 shows a refractories plate manufacturing object, and is attached in the outside in which the tap hole 42 of the molten metal receiver tank 41 was established in the airtight condition, and the tap hole 52 which is open for free passage on the same axle is established in the tap hole 42. 61 shows mold, and is attached in the refractories plate manufacturing object 51 in the airtight condition, and the cylindrical inner skin 62 which is open for free passage on the same axle and which casts Ingot I is formed in the tap hole 52.

[0057] 71 shows cooling-medium passage, and consists of annular passage partial 71a which was made to go around in mold 61 and was prepared, and induction part 71b which makes this annular passage partial 71a open for free passage to the outside of mold 61, and Water W is supplied as a cooling medium for cooling mold 61. In order to show a jet hole and to make Ingot I cool, 72 makes annular passage partial 71a open for free passage, two or more, makes it go to mold 61 around, and is prepared in it so that the water W as a cooling medium can be sprayed on the periphery of Ingot I.

[0058] 73 shows gas passage, and it consists of annular passage partial 73a which mold 61 was made to go around and was prepared, and induction part 73b which makes this annular passage partial 73a open for free passage outside so that Gas A, for example, air, can be supplied to a part for a joint with the molten metal receiver tank 41 of the cylindrical inner skin 62. 74 shows lubricating oil passage, and it consists of annular passage partial 74a which mold 61 was made to go around and was prepared, and induction part 74b which makes this annular passage partial 74a open for free passage outside so that a lubricating oil O can be supplied to the cylindrical inner skin 62.

[0059] If the molten metal M adjusted to the desired presentation is supplied to the molten metal receiver tank 41 in the level ***** equipment shown in drawing 2. The molten metal M which made casting temperature ** (750**50), extruding into mold 21 from a tap hole 12 By carrying out the secondary cooling of concrete with the water W which blows off from the jet hole 32, after the primary cooling of concrete is carried out with the water W supplied to the cooling-medium passage 31, with the cooling rate of 10 degrees C/second or more It becomes the ingot I which is more preferably cooled with the cooling rate of 20 degrees C/second or more, solidifies, and has an organization which described above.

[0060] Thus, if the molten metal M adjusted to the desired presentation is supplied to the molten metal receiver tank 11 The molten metal M which made casting temperature ** (750**50), extruding into mold 21 from a tap hole 12 By carrying out the secondary cooling of concrete with the water W which blows off from the jet hole 32, after the primary cooling of concrete is carried out with the water W supplied to the cooling-medium passage 31, with the cooling rate of 10 degrees C/second or more It becomes the ingot I which is more preferably cooled with the cooling rate of 20 degrees C/second or more, solidifies, and has an organization which described above.

[0061] Thus, the solidified ingot I is continuously drawn out at a fixed rate [(240**50) a part for mm/], i.e., a casting rate, and is cut by predetermined length one by one. In addition, since the function of Air A and a lubricating oil O is the same as previous explanation, explanation is omitted.

[0062] As an example using the aluminium alloy ingot for plastic working of the above-mentioned operation gestalt, an upper arm, a lower arm, a knuckle, a wheel, a damper, a subframe, etc. are mentioned with the chassis components of an automobile. Moreover, with the circumference components of an engine of an automobile, an engine-mount bracket, a high-pressure fuel-injection pump body, etc. are mentioned. Furthermore, as for bicycle components, chain wheel and cranks etc. are mentioned. Moreover, with the components for motorcycles, a cushion arm, a bracket, a fork bottom bridge, etc. are mentioned. In addition, these are examples, and if it is the components which can use the property of the ingot of this invention, it cannot be overemphasized that it is applicable to other components etc.

[0063]

[Effect of the Invention] As mentioned above, since according to the aluminium alloy ingot for plastic working of this invention detailed-sized material [Ti (titanium) and B (boron)] was added and the diameter of crystal grain was set to 300 micrometers or less, the casting alloy excellent in forging nature can be obtained. Therefore, the component can be obtained while the large thing of high intensity, high toughness, and age-hardening nature serves as a suitable ingredient for the suspension the components demanded, for example, for automobiles, etc.

[0064] Moreover, since according to the manufacture approach of the aluminium alloy ingot for plastic working this invention casting temperature was made into ** (750**50) and the casting rate was considered as a part for mm(240**50)/, the aluminium alloy ingot for plastic working in which the mean particle diameter of a crystallization object has [40 micrometers or less and the diameter of crystal grain] 8 micrometers or less, and DAS has an organization 300 micrometers or less can be cast. And since it excels in the mechanical strength even if it does not homogenize after casting, while homogenization down stream processing becomes unnecessary and the facility becomes unnecessary, when consumption energy decreases, productivity improves.

[0065] Moreover, since according to the manufacture approach of the aluminium alloy plasticity workpiece this invention it heats below 550 degrees C more than [rate of 430+ plastic working (%)] ** and distortion introduced during hot working decreases when performing plastic working to the aluminium alloy ingot for plastic working, the energy of the recrystallization growth at the time of solution treatment becomes small, and a healthy product can be obtained. And since solution treatment is performed at 520 degrees C – 550 degrees C, an age-hardening can be promoted remarkably and the reinforcement after aging treatment can be raised further. Furthermore, the aluminium alloy plasticity workpiece of this invention becomes the thing excellent in the mechanical strength.

[Translation done.]

* NOTICES *

JP0 and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is the explanatory view showing the semi-continuous casting equipment which is an example of the manufacturing installation which manufactures the aluminium alloy ingot for plastic working of this invention.

[Drawing 2] It is the explanatory view showing the level ***** equipment which is other examples of the manufacturing installation which manufactures the aluminium alloy ingot for plastic working of this invention.

[Description of Notations]

- 11 41 Molten metal receiver tank
- 12 42 Tap hole
- 21 61 Mold
- 22 62 Cylindrical inner skin
- 31 71 Cooling-medium passage
- 31a, 71a Annular passage part
- 31b, 71b A part for induction
- 32 72 Jet hole
- 33 73 Gas passage
- 33a, 73a Annular passage part
- 33b, 73b A part for induction
- 34 77 Lubricating oil passage
- 34a, 73a Annular passage part
- 34b, 74b A part for induction
- 51 Refractories Plate Manufacturing Object
- 52 Tap Hole
- M Molten metal
- A Air
- O Lubricating oil
- W Water
- I Ingot

[Translation done.]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-294383

(P2002-294383A)

(43)公開日 平成14年10月9日 (2002.10.9)

(51)Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テ-マコ-ト(参考)

C 22 C 21/02

C 22 C 21/02

4 E 0 0 4

B 21 J 1/06

B 21 J 1/06

A 4 E 0 8 7

5/00

5/00

D

B 22 D 11/00

B 22 D 11/00

E

11/20

11/20

A

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 13 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号

特願2001-102207(P2001-102207)

(71)出願人 000002004

昭和電工株式会社

東京都港区芝大門1丁目13番9号

(22)出願日

平成13年3月30日 (2001.3.30)

(72)発明者 國之原 敏巳

福島県喜多方市字長内7840 株式会社ショウ
ウティック内

(72)発明者 竹村 英貴

福島県喜多方市字長内7840 株式会社ショウ
ウティック内

(74)代理人 100082669

弁理士 福田 實三 (外2名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 塑性加工用アルミニウム合金鋳塊、塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法、アルミニウム合金塑性加工品の製造方法およびアルミニウム合金塑性加工品

(57)【要約】

【課題】 強度が向上し、再結晶粒の発生しにくい塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を提供する。

【解決手段】 Mgを0.8wt%~1.2wt%、Siを0.7wt%~1.0wt%、Cuを0.3wt%~0.6wt%、Mnを0.14wt%~0.3wt%、Crを0.14wt%~0.3wt%、Feを0.5wt%以下、Tiを0.01wt%~0.15wt%、Bを0.0001wt%~0.03wt%含有し、晶出物の平均粒径が8μm以下、デンドライト二次アルミニウム間隔が40μm以下、かつ、結晶粒径が300μm以下の組織を有する塑性加工用アルミニウム合金鋳塊である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mgを0.8wt%~1.2wt%、Siを0.7wt%~1.0wt%、Cuを0.3wt%~0.6wt%、Mnを0.14wt%~0.3wt%、Crを0.14wt%~0.3wt%、Feを0.5wt%以下、Tiを0.01wt%~0.15wt%、Bを0.0001wt%~0.03wt%含有し、晶出物の平均粒径が8μm以下、デンドライト二次アーム間隔が40μm以下、かつ、結晶粒径が300μm以下の組織を有する、ことを特徴とする塑性加工用アルミニウム合金鋳塊。

【請求項2】 請求項1に記載の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を連続鋳造する塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法であって、鋳造温度を(750±50)℃とし、鋳造速度を(240±50)mm/分として鋳造する、ことを特徴とする塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法。

【請求項3】 請求項2に記載の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法において、鋳造後に均質化処理を施さない、ことを特徴とする塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法。

【請求項4】 塑性加工用アルミニウム合金鋳塊に塑性加工を施して加工品を製造するアルミニウム合金塑性加工品の製造方法において、

請求項1に記載の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊、または、請求項2若しくは請求項3に記載の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を塑性加工用アルミニウム合金鋳塊として用い、

塑性加工用アルミニウム合金鋳塊に塑性加工を施すとき、[430+塑性加工率(%)]℃以上550℃以下で加熱する、

ことを特徴とするアルミニウム合金塑性加工品の製造方法。

【請求項5】 請求項4に記載のアルミニウム合金鍛造品の製造方法において、

塑性加工は、鍛造加工である、

ことを特徴とするアルミニウム合金塑性加工品の製造方法。

【請求項6】 請求項4または請求項5に記載のアルミニウム合金塑性加工品の製造方法において、

520℃~550℃で溶体化処理を施す、

ことを特徴とするアルミニウム合金塑性加工品の製造方法。

【請求項7】 請求項4から請求項6のいずれか1項に記載の製造方法で製造されたアルミニウム合金塑性加工品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、Al(アルミニウム)-Mg(マグネシウム)-Si(ケイ素)系の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊、塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法、塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を用いて製品を塑性加工するアルミニウム合金塑性加工品の製造方法、および、アルミニウム合金塑性加工品に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車部品、例えばサスペンション部品は、専ら鉄系材料が使用されていたが、軽量化を主目的としてアルミニウム材料またはアルミニウム合金材料に置き換えることが多くなってきた。これら自動車部品では、優れた耐食性、高強度および優れた加工性が要求されることから、アルミニウム合金材料としてAl-Mg-Si系合金、特に、Al6061が多用されている。そして、このような自動車部品は、強度の向上を図るために、アルミニウム合金材料を加工用素材として用いて塑性加工の1つである鍛造加工で製造される。

【0003】また、最近では、コストダウンを図るために、押出をせずに鋳造部材をそのまま素材として鍛造した後、T6処理して得られたサスペンション部品が実用化され始めており、さらに軽量化を目的にして、従来のAl6061に代わる高強度合金の開発が進められている(例えば特開平5-59477号公報、特開平5-247574号公報、特開平6-256880号公報に開示されている。)。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】これらAl6061およびAl-Mg-Si系合金の高強度合金は、鍛造および熱処理工程において加工組織が再結晶し、粗大結晶粒が発生することにより、十分な高強度を得ることができないという問題があった。そのため、粗大再結晶粒防止のため、Zr(ジルコニウム)を添加して再結晶を防止している例が多い(例えば特開平5-59477号公報、特開平5-247574号公報に開示されている。)。

【0005】しかしながら、Zrの添加は、再結晶防止に効果があるものの、次のような問題を有している。

(1) Zrの添加により、Al-Ti(チタン)-B(ホウ素)系合金の結晶粒微細化効果が弱められ、鋳塊自体の結晶粒が粗くなり、逆に塑性加工後の加工品の強度低下をきたすことが多くなる。

(2) 鋳塊自体の結晶粒微細化効果が弱められるため、鋳塊割れが発生し易くなり、内部欠陥が増加し、歩留まりが悪化する。

(3) ZrはAl-Ti-B系合金と化合物を形成し、合金浴湯を貯留する炉の底に化合物が堆積し、炉を汚染するとともに、製造した鋳塊においてもこれら化合物が鋳塊中に粗大に晶出し、強度を低下させる。

このため、Zrの添加は効果があるものの、強度の安定性を維持するのが難しく、製品の品質が不安定となり、

材料コストの上昇を招いていた。

【0006】この発明は、上記したような不都合を解消するためになされたもので、Mg（マグネシウム）、Si（ケイ素）、Cu（銅）、Mn（マンガン）、Cr（クロム）などの合金元素の含有量を調整し、かつ、晶出物の平均粒径、铸塊組織のデンドライト二次アーム間隔（Dendrite Arm Space：以下、DASと記す。）、結晶粒径を調整することにより、強度が向上し、再結晶粒の発生しにくい塑性加工用アルミニウム合金铸塊、塑性加工用アルミニウム合金铸塊の製造方法、およびアルミニウム合金塑性加工品の製造方法を提供するものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】この発明にかかる塑性加工用アルミニウム合金铸塊は、Mg（マグネシウム）を0.8wt%～1.2wt%、Si（ケイ素）を0.7wt%～1.0wt%、Cu（銅）を0.3wt%～0.6wt%、Mn（マンガン）を0.14wt%～0.3wt%、Cr（クロム）を0.14wt%～0.3wt%、Fe（鉄）を0.5wt%以下、Ti（チタン）を0.01wt%～0.15wt%、B（ホウ素）を0.0001wt%～0.03wt%含有し、晶出物の平均粒径が8μm以下、DASが40μm以下、かつ、結晶粒径が300μm以下の組織を有するものである。また、この発明にかかる、上記した塑性加工用アルミニウム合金铸塊を連続铸造する塑性加工用アルミニウム合金铸塊の製造方法は、铸造温度を（750±50）℃とし、铸造速度を（240±50）mm/分として铸造する方法である。なお、铸造後に均質化処理を施さないのが望ましい。さらに、この発明にかかるアルミニウム合金塑性加工品の製造方法は、上記した塑性加工用アルミニウム合金铸塊を用い、塑性加工用アルミニウム合金铸塊に塑性加工を施すとき、【430+塑性加工率（%）】℃以上550℃以下で加熱する方法である。なお、塑性加工後に520℃～550℃で溶体化処理を施すのが望ましい。また、この発明にかかるアルミニウム合金塑性加工品は、上記した製造方法で製造したものである。なお、この明細書中におけるwt%は、重量%を意味し、SI単位系の質量%と等価である。したがって、例えば0.7wt%は、0.7重量%または0.7質量%のことである。

【0008】

【発明の実施の形態】以下、この発明について説明する。Siは、Mgと共存してMg₂Si系析出物を形成し、最終製品の強度向上に寄与する。Siの含有量が0.7wt%よりも少ないと、析出強化の効果が少なくなる。一方、1.0wt%を越えると、Siの粒界析出が多くなり、粒界脆化が生じ易く、铸塊の鍛造加工性（塑性加工性）、および最終製品の韌性を低下させるのみならず、铸塊の晶出物の平均粒径が所定の上限を越え

10

20

30

40

50

ことになる。したがって、Siの含有量は、0.7wt%～1.0wt%の範囲にする必要がある。なお、Siは、後述するMgの量に対してMg₂Siを生成する量を越えて過剰に添加することにより、時効処理後の最終製品の強度をさらに高める。

【0009】Mgは、Siと共にMg₂Si系析出物を形成し、最終製品の強度向上に寄与する。Mgの含有量が0.8wt%よりも少ないと、析出強化の効果が少なくなる。一方、1.2wt%を越えると、铸塊の鍛造加工性、および最終製品の韌性を低下させるのみならず、铸塊の晶出物の平均粒径が所定の上限を越えることになる。したがって、Mgの含有量は、0.8wt%～1.2wt%の範囲にする必要がある。

【0010】Cuは、Mg₂Si系析出物の見かけの過飽和量を増加させ、Mg₂Si析出量を増加させることにより、最終製品の時効硬化を著しく促進させる。Cuの含有量が0.3wt%よりも少ないと、上記した効果も少なくなる。一方、0.6wt%を越えると、铸塊の鍛造加工性、および最終製品の韌性を低下させ、さらに耐食性を劣化させる。したがって、Cuの含有量は、0.3wt%～0.6wt%の範囲にする必要がある。

【0011】MnはAlMnSi相として晶出し、晶出しないMnは、析出して再結晶を抑制する。この再結晶を抑制する作用により、鍛造後も結晶粒を微細にし、最終製品の韌性向上および耐食性向上の効果がもたらされる。Mnの含有量が0.14%よりも少ないと、上記した効果が少なくなる。一方、0.3wt%を越えると、巨大金属間化合物が生じ、この発明の铸塊組織が満たされなくなる。したがって、Mnの含有量は、0.14wt%～0.3wt%の範囲にする必要がある。

【0012】CrもAlCrSi相として晶出し、晶出しないCrは、析出して再結晶を抑制する。この再結晶を抑制する作用により、鍛造後も結晶粒を微細にし、最終製品の韌性向上および耐食性向上の効果がもたらされる。Crの含有量が0.14%よりも少ないと、上記した効果が少なくなる。一方、0.3wt%を越えると、巨大金属間化合物が生じ、この発明の铸塊組織が満たされなくなる。したがって、Crの含有量は、0.14wt%～0.3wt%の範囲にする必要がある。

【0013】Feは、合金中でAl、Siと結合して晶出するとともに、結晶粒粗大化を防止し、焼き入れ感受性を減少させ、また、強度と韌性とを向上させ、耐食性をも向上させる。Fe含有量が0.5wt%を越えると、上記した効果が得られなくなる。したがって、Feの含有量は、0.5wt%以下にする必要がある。

【0014】Tiは、結晶粒の微細化を図る上で有効な合金元素であり、かつ、連続铸造棒に铸塊割れなどが発生するのを防止する。さらに、この発明の铸塊は押出などの加工を行わずに鍛造加工を施すため、铸塊の結晶粒径を300μm以下に調整するのに、このTiが重要な

役割を果たす。Tiの含有量が0.01wt%よりも少ないと、微細化効果が得られず、一方、0.15%を越えると、粗大なTi化合物が晶出し、韌性を劣化させる。したがって、Tiの含有量は、0.01wt%～0.15wt%の範囲にする必要がある。

【0015】BもTiと同様に、結晶粒微細化に有効な元素であり、0.0001wt%よりも少ないと、その効果が得られず、一方、0.03wt%を越えると、韌性を劣化させる。したがって、Bの含有量は、0.0001wt%～0.03wt%の範囲にする必要がある。

【0016】次に、連続鋳造した塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の組織について説明する。まず、晶出物の大きさである。この発明でいう晶出物は、Al-Mn-Si相、Mg-Si相、Fe、Cr、金属間化合物などを含む二次相が結晶粒界に粒状または片状に晶出したものである。そして、晶出物の平均粒径は、8μm以下にする必要があり、より好ましくは7μm以下に、さらに好ましくは6.8μm以下にするのが望ましい。晶出物の平均粒径が8μm以下であれば、鍛造加工性が良好であり、かつ、均質化処理を施さずに熱間鍛造加工をする場合にも、鍛造加工性に影響を与えることがなくなる。Al-Mg-Si系であるこの発明の合金において、熱間で鍛造加工を施す場合、鍛造加工性に最も影響を与えるものは、Fe、Mn、Crなどの遷移金属の晶出物の大きさや、晶出したMg-SiがT6処理時に十分固溶できる大きさで均一に分散しているかである、と考えられる。なお、晶出物の大きさの測定は、顕微鏡を有した画像解析装置（ルーゼックス）でミクロ組織を同定し、個々の晶出の断面積を円に換算したときの直径を粒径とした。

【0017】次に、DAS (Dendrite Arm Space) の大きさである。連続鋳造材のDASが40μmを越えると、強度が低下して所望した高強度が得られないで、DASを40μm以下にする必要があり、より好ましくは20μm以下にするのがよい。なお、DASの測定は、軽金属学会発行の『軽金属（1988年）、vo 1. 38, No. 1, p 45』に記載の、『デンドライアームスペーシング測定手順』にしたがって行った。

【0018】そして、結晶粒径の大きさである。結晶粒径の大きさは、鍛造加工された製品の強度に大きく影響する。すなわち、押出材や、圧延材などに認められる塑性加工の歪み導入によって得られる微細再結晶粒と異なり、連続鋳造の鋳造段階で得られた微細な結晶粒は組織内で歪みそのものが少なく、熱間鍛造加工を施しても粗大な再結晶が発生しにくい。しかしながら、元の鋳塊組織の結晶粒径が大きいと、例えば300μmを越えると、強度の向上が認められない。したがって、結晶粒径は、300μm以下にする必要があり、より好ましくは250μm以下にするのがよい。なお、結晶粒径の測定は、光学顕微鏡写真上で切片法によって求めた。

【0019】図1はこの発明の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を製造する製造装置の一例である半連続鋳造装置を示す説明図である。図1において、11は溶湯受槽を示し、アルミニウム合金の溶湯Mが供給されるものであり、溶湯Mを流出させる流出口12が下側に設けられている。21は鋳型を示し、溶湯受槽11の下側に気密状態で取り付けられ、流出口12に同軸で連通する、鋳塊Iを鋳造する円筒状内周面22が設けられている。

【0020】31は冷却媒体流路を示し、鋳型21内に周回させて設けられた環状流路部分31aと、この環状流路部分31aを鋳型21の外側へ連通させる導入部分31bとで構成され、鋳型21を冷却するための冷却媒体として水Wが供給される。32は噴出孔を示し、鋳塊Iを冷却させるために鋳塊Iの外周へ冷却媒体としての水Wを吹き付けることができるよう、環状流路部分31aに連通させて、鋳型21に複数、または周回させて設けられている。

【0021】33は気体流路を示し、円筒状内周面22の溶湯受槽11との接合部分へ気体、例えば空気Aを供給できるように、鋳型21に周回させて設けられた環状流路部分33aと、この環状流路部分33aを外側へ連通させる導入部分33bとで構成されている。34は潤滑油流路を示し、円筒状内周面22へ潤滑油Oを供給できるよう、鋳型21に周回させて設けられた環状流路部分34aと、この環状流路部分34aを外側へ連通させる導入部分34bとで構成されている。

【0022】次に、塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の鋳造について説明する。まず、図示を省略した溶解炉で地金、母合金、金属シリコン、銅塊などを混合して溶解させた後、保持炉で脱滓のためのフラックス処理を行う。そして、オンライン脱ガス装置で溶湯中のガス（特に水素ガス）を減少させ、さらに、フラックス処理で除去できない微細な非金属介在物を除去した後、TiおよびBを添加する。

【0023】このようにして所望の組成に調整された溶湯Mが溶湯受槽11に供給されると、鋳造温度を(750±50)℃とした溶湯Mは流出口12から鋳型21内へ押し出されながら、冷却媒体流路31へ供給される水Wによって一次冷却された後、噴出孔32から噴出される水Wによって二次冷却されることにより、10℃/秒以上の冷却速度で冷却されて凝固し、上記したような組織を有する鋳塊Iとなる。

【0024】このようにして凝固した鋳塊Iは、この鋳塊Iを支える、図示を省略した底板を一定の速度、すなわち鋳造速度[(240±50)mm/分]で下降させることにより、下方へ連続的に引き抜かれる。そして、鋳塊Iの長さが一定の長さに達すると、鋳造は中断され、鋳塊Iは上方へ引き抜かれる。以後は、同様にして順次鋳塊Iを鋳造する。

【0025】なお、鋳造の際に気体流路33へ供給される空気Aは、鋳型21の円筒状内周面22に供給され、鋳型21と溶湯Mとの接触を断つ機能を有する。そして、余分な空気Aは、鋳型21と鋳塊Iとの間を下側へ流れる。また、潤滑油流路34へ供給される潤滑油Oは、鋳型21の円筒状内周面22に供給され、溶湯Mの円筒状内周面22への焼き付きを防止し、気化して鋳型21と溶湯Mとの接触を断つ機能を有する。この空気Aと潤滑油Oとにより、健全な鋳肌をもつ鋳塊Iが得られる。

【0026】上記した鋳造温度が750℃で未満では、鋳造前の溶湯の温度が低く、凝固時の温度勾配がなだらかになり、高温に保持された溶湯中で粗大化した結晶粒がそのまま鋳造されるため、鋳塊の一部に粗大な結晶粒が存在する浮遊晶が発生する。これに対し、鋳造温度が800℃を越えると、凝固時の温度勾配が急になり、微細化材の効果が低下するため、通常の粒状晶に比べて羽毛状晶の結晶粒径が大きくなり、強度および延性が低下する。したがって、鋳造温度は、(750±50)℃とするのが好ましいが、より好ましくは(750±20)℃とし、さらに好ましくは750℃とするのがよい。

【0027】また、鋳造速度が190mm/分未満では、冷却速度が遅くなるため、結晶粒径が大きくなる。これに対し、鋳造速度が290mm/分を越えると、中心部の凝固時期と外周部の凝固時期との大きくなるため、鋳塊内の残留熱応力の発生が多くなって鋳塊割れが発生し、鋳塊が製造できなくなる。したがって、鋳造速度は、(240±30)mm/分とするのが好ましいが、より好ましくは(240±10)mm/分とし、さらに好ましくは240mm/分とするのがよい。

【0028】この連続鋳造した合金鋳塊を熱間鍛造する場合、鍛造加工率と、このアルミニウム合金鋳塊の加熱温度とを制御することにより、粗大再結晶の発生をより

抑制し、強度を一層向上させることができる。すなわち、加熱温度を、[430℃+塑性加工率(鍛造加工率)(%)]℃以上550℃以下の範囲に制御する。ここで、塑性加工率(鍛造加工率)について説明すると、例えば据込加工のような場合は[(変形した高さ)÷(初期高さ)×100] (%)であり、また、押出加工のような場合は、[(変形を受ける断面積)÷(初期断面積)×100] (%)である。

【0029】塑性加工率(鍛造加工率)が50(%)を越えるような大きな加工を合金鋳塊に加えると、加工中に導入される歪みが大きく、鋳塊の微細結晶であっても溶体化処理時に結晶成長のための大きなエネルギーとなり、粗大再結晶が発生し易くなる。しかし、加熱温度を上げることにより、熱間加工中に導入された歪みが減少するため、溶体化処理時の再結晶成長のエネルギーが小さくなる。しかしながら、加熱温度が550℃を越えると、バーニングの発生により、健全な製品ができなくなる。

【0030】したがって、塑性加工率が50(%)の鍛造加工を施す場合、480℃(430℃+50℃)以上550℃以下の加熱温度で熱間鍛造する必要がある。なお、製品が部分的に塑性加工率が大きい場合も、その鍛造加工率の最も大きい部分に合わせて加熱温度を設定することにより、全体的に健全な製品が得られる。また、荒地工程、仕上げ工程などの複数の工程に分けて鍛造する場合も、特に、高い塑性加工率を有する工程では、この加熱温度で熱間鍛造することが健全な製品を得るために大切である。

【0031】次に、この発明の実施例について説明する。

【0032】

【表1】

	主要元素(wt%)						微細化材(wt%)			組織			引張特性		
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Fe	Ti	B	T/B	晶出物平均粒径(μm)	DAS(μm)	結晶粒径(μm)	引張強度(MPa)	0.2%耐力(MPa)	伸び(%)
実施例1	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	400	355	17.2
実施例2	0.95	0.40	0.20	0.85	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	7.2	32	210	412	362	16.3
実施例3	0.75	0.40	0.20	1.15	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.5	33	215	387	346	16.5
実施例4	0.80	0.35	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.9	30	205	384	351	17.9
実施例5	0.80	0.40	0.16	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.7	31	220	389	348	16.3
実施例6	0.80	0.40	0.20	1.00	0.15	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.9	29	225	371	340	16.5
実施例7	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0100	0.0020	5.0	6.5	28	285	391	352	15.9
実施例8	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0400	0.0080	5.0	7.8	29	205	372	340	16.1
実施例9	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0400	0.0080	40.0	6.5	30	270	385	349	16.3
実施例10	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0400	0.0080	30.0	6.9	32	265	368	351	16.7
比較例1	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0120	0.0040	3.0	6.9	32	265	368	351	16.7
比較例2	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0050	0.0010	5.0	7.0	36	565	363	336	13.5
比較例3	0.70	0.30	0.07	0.90	0.20	0.24	0.3000	0.0800	5.0	6.7	29	230	361	332	12.9
比較例4	1.00	0.02	0.60	0.85	0.15	0.25	0.0160	0.0030	5.0	6.3	30	225	364	351	14.3
比較例5	0.90	0.33	0.30	0.87	0.11	0.25	0.0300	0.0060	5.0	6.5	34	245	370	346	13.3
比較例6	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	7.3	33	335	369	337	13.9
比較例7	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	12.2	68	285	366	340	13.7
比較例8	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.80	0.0200	0.0040	5.0	12.5	35	235	363	341	15.1

【0033】表1に示す実施例1～実施例10と、比較例1～比較例5および実施例8とは、組成および組織を評価するものである。そして、実施例1～実施例10と、比較例6とは、微細化材(Ti、B)の効果を評価するものである。また、実施例1～実施例10と、比較例7とは、冷却速度(铸造速度)を比較するものである。

【0034】各組成となるように配合して各実施例および各比較例の、直径が4インチまたは8インチの鋳塊を連続铸造法で製造した。なお、铸造温度は、各実施例および各比較例とも、(750±50)℃であった。また、冷却速度は、比較例7が1℃/分～9℃/分で、比較例7以外が10℃/分～15℃/分であった。さらに、铸造速度は、比較例7が90mm/分～190mm未満/分で、比較例7以外が190mm/分～290mm/m/分であった。

40

50

【0035】上記のようにして铸造した各実施例および各比較例の鋳塊の中心軸に対して対称位置となる4個所から直径が30mmで、長さが34mmの試料を採取して組織観察を行い、晶出物平均粒径(μm)、DAS(μm)および結晶粒径(μm)を測定した。そして、各試料に対して470℃で6時間の均質化処理を行い、各試料を520℃に加熱した後、各試料に対して鍛造加工率50%となるように鍛伸加工を行った。その後、各試料を、530℃で3時間保持した後、70℃の温水中に焼き入れし、180℃で6時間保持した後に室温で放置し、各試料に対して引張強度(MPa)、0.2%耐力(MPa)および伸び(%)を測定した。

【0036】実施例1～実施例10は、組成、組織などがともにこの発明の範囲内であるため、引張強度、0.2%耐力および伸びにおいて優れている。これに対し、比較例1～比較例5および比較例8は、組成、組織の少

なくとも1つがこの発明の範囲外であるため、引張強度、0.2%耐力、伸びにおいて劣っている。そして、比較例6は、通常、微細化材(Ti、B)を投入してから30分以内に鋳造するところ、微細化材を投入してから2時間後に鋳造したため、微細化材の効果が現れず、結晶粒径がこの発明の範囲外となり、引張強度、0.2%耐力、伸びにおいて劣っている。また、比較例7は、この発明の鋳造速度よりも遅く、晶出物平均粒径およびDASがこの発明の範囲外であるため、引張強度、0.2%耐力、伸びにおいて劣っている。

【0037】このように、組成、組織などをこの発明の範囲内にすることにより、鍛造加工性に優れた鋳造合金を得ることができる。したがって、高強度、高韌性、時効硬化性の大きいことが要求される部品、例えば自動車用のサスペンションなどに好適な材料となるとともに、その部品を得ることができる。

【0038】

【表2】

実施例	主要元素(wt%)						組織化材(wt%)			均質化 温度(°C)	均質化 時間(h)	鍛造加 工率(%)	引張 強度 (MP a)	0.2%耐 力 (MP a)	伸び (%)	
	Si	Cu	Mn	Mo	Cr	Fe	Ti	Al	Ti/B	晶出物平 均粒径(μ m)	DAS (μ m)					
実施例11	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	520	50	410	370
実施例12	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	520	75	415	388
実施例13	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	520	75	415	388
実施例14	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	480	50	410	380
実施例15	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	460	30	400	368
実施例16	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	75	410	381
実施例17	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	50	404	373

【0039】表2に示す実施例1および実施例11～実施例17は、均質化処理を評価するものである。各組成となるように配合して各実施例の、直 径が4インチまたは8インチの鋳塊を連続鋳造法で製造した。なお、各実施例とも、鋳造温度は(750±50)℃で、冷却速度は10℃/分～15℃/分で、鋳造速度は190mm/分～290mm/分であった。

【0040】上記のようにして鋳造した各実施例の鋳塊の中心軸に対して対称位置となる4箇所から直 径が30mmで、長さが34mmの試料を採取して組織観察を行

い、晶出物平均粒径 (μm)、DAS (μm) および結晶粒径 (μm) を測定した。そして、実施例 1 1 ~ 実施例 1 4 の試料に対して均質化処理を行わず、実施例 1 および実施例 1 5 ~ 実施例 1 7 の試料に対して 470°C で 6 時間の均質化処理を行った。

【0041】次に、実施例 1、実施例 1 1、実施例 1 2 および実施例 1 5 の試料を 520°C に加熱した後、実施例 1 2 および実施例 1 5 の試料に対して鍛造加工率 75 % となるように鍛伸加工を行い、実施例 1 および実施例 1 1 の試料に対して鍛造加工率 50 % となるように鍛伸加工を行った。また、実施例 1 3 および実施例 1 6 の試料を 480°C に加熱した後、実施例 1 3 および実施例 1 6 の試料に対して鍛造加工率 50 % となるように鍛伸加工を行った。

【0042】また、実施例 1 4 および実施例 1 7 の試料を 460°C に加熱した後、実施例 1 4 および実施例 1 7 の試料に対して鍛造加工率 30 % となるように鍛伸加工を行った。その後、各試料を、530°C で 3 時間保持した後、70°C の温水中に焼き入れし、180°C で 6 時間

保持した後に室温で放置し、各試料に対して引張強度 (MPa)、0.2%耐力 (MPa) および伸び (%) を測定した。

【0043】実施例 1 および実施例 1 5 ~ 実施例 1 7 は、均質化処理を行ってはいるものの、組成、組織などがともにこの発明の範囲内であるため、引張強度、0.2%耐力および伸びにおいて優れている。これに対し、実施例 1 1 ~ 実施例 1 4 は、均質化処理を省略した上、組成、組織などがともにこの発明の範囲内であるため、引張強度、0.2%耐力および伸びにおいてより優れている。

【0044】このように、均質化処理を施さないものが、均質化処理を施したものに対して引張強度、0.2%耐力および伸びにおいてより優れているので、均質化処理工程が不要となり、その設備が不要になるとともに、消費エネルギーが少なくなることにより、生産性が向上する。

【0045】

【表 3】

	主要元素 (wt%)						微細化材 (wt%)			組織			鍛造条件			引張特性		
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Fe	Ti	B	Ti/B	晶出物 平均粒 径 (μ m)	DAS (μ m)	共晶粒 径 (μ m)	均質化 温度 (°C)	鍛造加 熱温度 (°C)	鍛造加 熱温度 加工率 (%)	引張強 度 (MPa)	0.2% 脆 力 (MPa)	伸び (%)
実施例15	0.80	0.40	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	75	410	381	18.5	
実施例16	0.80	0.40	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	480	50	404	373	19.3	
実施例17	0.80	0.40	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	460	30	390	355	18.8	
実施例18	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	50	397	366	16.6
実施例19	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	520	30	388	362	19.3
比較例9	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	480	75	345	310	16.0
比較例10	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	470	50	384	353	14.8
比較例11	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	435	50	333	299	14.6
比較例12	0.80	0.40	0.20	1.00	0.20	0.24	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470	435	30	326	291	19.5

【0046】表3に示す実施例15～実施例19と、比較例9～比較例12とは、鍛造加工率(塑性加工率)に対する鍛造加熱温度を評価するものである。各組成となるように配合して各実施例および各比較例の、直径が4インチまたは8インチの鋳塊を連続鋳造法で製造した。

なお、各実施例および各比較例とも、鋳造温度は(750±50)℃で、冷却速度は10℃/分～15℃/分で、鋳造速度は190mm/分～290mm/分であった。

【0047】上記のようにして鋳造した各実施例および

各比較例の鋳塊の中心軸に対して対称位置となる4個所から直径が3.0mmで、長さが3.4mmの試料を採取して組織観察を行い、晶出物平均粒径(μm)、DAS(μm)および結晶粒径(μm)を測定した。そして、各試料に対して470℃で6時間の均質化処理を行った。

【0048】その後、実施例15、実施例18および実施例19の試料を520℃に加熱した後、実施例15の試料に対して鍛造加工率7.5%となるように鍛伸加工を行い、実施例18の試料に対して鍛造加工率5.0%となるように鍛伸加工を行い、実施例19の試料に対して鍛造加工率3.0%となるように鍛伸加工を行った。また、実施例16および比較例9の試料を480℃に加熱した後、比較例9の試料に対して鍛造加工率7.5%となるように鍛伸加工を行い、実施例16の試料に対して鍛造加工率5.0%となるように鍛伸加工を行った。また、比較例10の試料を470℃に加熱した後、比較例10の試料に対して鍛造加工率5.0%となるように鍛伸加工を行った。さらに、実施例17の試料を460℃に加熱した後、実施例17の試料に対して鍛造加工率3.0%となるように鍛伸加工を行った。また、比較例11および比較例12の試料を435℃に加熱した後、比較例11の試料に対して鍛造加工率5.0%となるように鍛伸加工を行い、比較例12の試料に対して鍛造加工率3.0%となるように鍛伸加工を行った。

【0049】その後、各試料を、530℃で3時間保持した後、70℃の温水中に焼き入れし、180℃で6時間保持した後に室温で放置し、各試料に対して引張強度(MPa)、0.2%耐力(MPa)および伸び(%)を測定した。

【0050】実施例15～実施例19は、組成、組織、鍛造加工率に対する鍛造加熱温度などがともにこの発明の範囲内であるため、引張強度、0.2%耐力および伸びにおいて優れている。これに対し、比較例9～比較例12は、鍛造加工率に対する鍛造加熱温度が、この発明の[430℃+塑性加工率(%)]℃以上550℃以下の範囲外であるため、引張強度、0.2%耐力、伸びにおいて劣っている。

【0051】

【表4】

主要元素(wt%)	組成						均質化 温度 (℃)	溶体化 温度 (℃)	鍛造加工 率(%)	溶体化処理	引張特性	
	溶媒化率(wt%)			晶出物平均粒径(μm)	結晶粒径(μm)	DAS(μm)						
	Si	Mn	Cr			Ti	Fe	B	T/B			
実施例20	0.80	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470
実施例21	0.80	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470
比較例13	0.80	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470
比較例14	0.80	0.16	0.93	0.17	0.26	0.0200	0.0040	5.0	6.8	30	225	470

【0052】表4に示す実施例20および実施例21と、比較例13および比較例14とは、溶体化処理を評価するものである。各組成となるように配合して各実施例および各比較例の、直径が4インチまたは8インチの鋳塊を連続鋳造法で製造した。なお、各実施例および各

比較例とも、鋳造温度は(750±50)℃で、冷却速度は10℃/分～15℃/分で、鋳造速度は190mm/分～290mm/分であった。

【0053】上記のようにして鋳造した各実施例および各比較例の鋳塊の中心軸に対して対称位置となる4個所から直径が30mmで、長さが34mmの試料を採取して組織観察を行い、晶出物平均粒径(μm)、DAS(μm)および結晶粒径(μm)を測定した。そして、各試料に対して470℃で6時間の均質化処理を行い、各試料を520℃に加熱した後、各試料に対して鍛造加工率50%となるように鍛伸加工を行った。

【0054】その後、比較例13の試料を515℃で、実施例20の試料を525℃で、実施例21の試料を545℃で、また、比較例14の試料を555℃で3時間保持した後、70℃の温水中に焼き入れし、180℃で6時間保持した後に室温で放置し、各試料に対して引張強度(MPa)、0.2%耐力(MPa)および伸び(%)を測定した。

【0055】実施例20および実施例21は、組成、組織、溶体化温度などがともにこの発明の範囲内であるため、引張強度、0.2%耐力および伸びにおいて優れている。これに対し、比較例13および比較例14は、溶体化温度がこの発明の範囲外であるため、引張強度、0.2%耐力、伸びにおいて劣っている。

【0056】図2はこの発明の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を製造する製造装置の他の例である水平統鋳造装置を示す説明図である。図2において、41は溶湯受槽を示し、アルミニウム合金の溶湯Mが供給されるものであり、溶湯Mを流出させる流出口42が下側側面に設けられている。51は耐火物製板体を示し、溶湯受槽41の、流出口42が設けられた外側に気密状態で取り付けられ、流出口42に同軸で連通する流出口52が設けられている。61は鋳型を示し、耐火物製板体51に気密状態で取り付けられ、流出口52に同軸で連通する、鋳塊Iを鋳造する円筒状内周面62が設けられている。

【0057】71は冷却媒体流路を示し、鋳型61内に周回させて設けられた環状流路部分71aと、この環状流路部分71aを鋳型61の外側へ連通させる導入部分71bとで構成され、鋳型61を冷却するための冷却媒体として水Wが供給される。72は噴出孔を示し、鋳塊Iを冷却するために鋳塊Iの外周へ冷却媒体としての水Wを吹き付けることができるよう、環状流路部分71aに連通させて、鋳型61に複数、または周回させて設けられている。

【0058】73は気体流路を示し、円筒状内周面62の溶湯受槽41との接合部分へ気体、例えば空気Aを供給できるように、鋳型61に周回させて設けられた環状流路部分73aと、この環状流路部分73aを外側へ連通させる導入部分73bとで構成されている。74は潤滑油流路を示し、円筒状内周面62へ潤滑油Oを供給で

きるように、鋳型61に周回させて設けられた環状流路部分74aと、この環状流路部分74aを外側へ連通させる導入部分74bとで構成されている。

【0059】図2に示す水平統鋳造装置において、所望の組成に調整された溶湯Mが溶湯受槽41に供給されると、鋳造温度を(750±50)℃とした溶湯Mは出口12から鋳型21内へ押し出されながら、冷却媒体流路31へ供給される水Wによって一次冷却された後、噴出孔32から噴出される水Wによって二次冷却されることにより、10℃/秒以上の冷却速度で、より好ましくは20℃/秒以上の冷却速度で冷却されて凝固し、上記したような組織を有する鋳塊Iとなる。

【0060】このようにして所望の組成に調整された溶湯Mが溶湯受槽11に供給されると、鋳造温度を(750±50)℃とした溶湯Mは出口12から鋳型21内へ押し出されながら、冷却媒体流路31へ供給される水Wによって一次冷却された後、噴出孔32から噴出される水Wによって二次冷却されることにより、10℃/秒以上の冷却速度で、より好ましくは20℃/秒以上の冷却速度で冷却されて凝固し、上記したような組織を有する鋳塊Iとなる。

【0061】このようにして凝固した鋳塊Iは、一定の速度、すなわち鋳造速度[(240±50)mm/分]で連続的に引き抜かれて順次所定長に切断される。なお、空気A、潤滑油Oの機能は、先の説明と同じなので、説明を省略する。

【0062】上記した実施形態の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を利用する例として、自動車のシャーシ部品では、アップアーム、ロアアーム、ナックル、ホイール、ダンパー、サブフレームなどが挙げられる。また、自動車のエンジン廻り部品では、エンジンマウントブラケット、高圧燃料噴射ポンプボディなどが挙げられる。さらに、自転車部品は、ギヤクラランクなどが挙げられる。また、オートバイ用部品では、クッションアーム、ブレケット、フォークボトムブリッジなどが挙げられる。なお、これらは一例であり、この発明の鋳塊の特性を利用できる部品であれば、他の部品などにも適用できることはいうまでもない。

【0063】【発明の効果】以上のように、この発明の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊によれば、微細化材[Ti(チタン)およびB(ホウ素)]を添加して結晶粒径を300μm以下にしたので、鍛造加工性に優れた鋳造合金を得ることができる。したがって、高強度、高韌性、時効硬化性の大きいことが要求される部品、例えば自動車用のサスペンションなどに好適な材料となるとともに、その部品を得ることができる。

【0064】また、この発明の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊の製造方法によれば、鋳造温度を(750±50)℃とし、鋳造速度を(240±50)mm/分とし

たので、晶出物の平均粒径が $8 \mu\text{m}$ 以下、DAS が $40 \mu\text{m}$ 以下、かつ、結晶粒径が $300 \mu\text{m}$ 以下の組織を有する塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を鋳造することができる。そして、鋳造後に均質化処理を施さなくても機械的強度に優れているので、均質化処理工程が不要となり、その設備が不要になるとともに、消費エネルギーが少なくなることにより、生産性が向上する。

【0065】また、この発明のアルミニウム合金塑性加工品の製造方法によれば、塑性加工用アルミニウム合金鋳塊に塑性加工を施すとき、〔430+塑性加工率 (%)〕℃以上 550 ℃以下で加熱するので、熱間加工中に導入された歪みが減少するため、溶体化処理時の再結晶成長のエネルギーが小さくなり、健全な製品を得ることができる。そして、 520 ℃～ 500 ℃で溶体化処理を施すので、時効硬化を著しく促進させ、時効処理後の強度をさらに高めることができる。さらに、この発明のアルミニウム合金塑性加工品は、機械的強度に優れたものとなる。

【図面の簡単な説明】

【図1】この発明の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を 20 製造する製造装置の一例である半連続鋳造装置を示す説明図である。

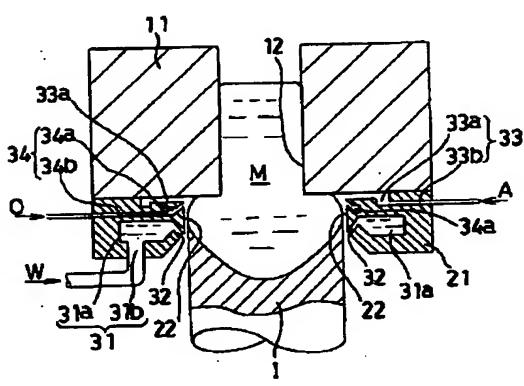
【図2】この発明の塑性加工用アルミニウム合金鋳塊を 製造する製造装置の他の例である水平連続鋳造装置を示す*

* 説明図である。

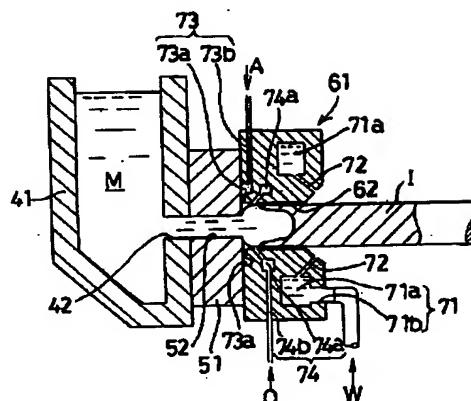
【符号の説明】

11, 41	溶湯受槽
12, 42	流出口
21, 61	鋳型
22, 62	円筒状内周面
31, 71	冷却媒体流路
31a, 71a	環状流路部分
31b, 71b	導入部分
10 32, 72	噴出孔
33, 73	気体流路
33a, 73a	環状流路部分
33b, 73b	導入部分
34, 77	潤滑油流路
34a, 73a	環状流路部分
34b, 74b	導入部分
51	耐火物製板体
52	流出口
M	溶湯
A	空気
O	潤滑油
W	水
I	鋳塊

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.
B 22 D 11/22
C 22 C 21/06
C 22 F 1/05
// C 22 F 1/00

識別記号
604
630

F I
B 22 D 11/22
C 22 C 21/06
C 22 F 1/05
1/00

テマコト(参考)

Z

604
630A

(13)

特開2002-294383

640
682
691

630K
640A
682
691B

(72)発明者 岡本 康夫
福島県喜多方市字長内7840 株式会社ショ
ウティック内

F ターム(参考) 4E004 MC30 NB04 NC08
4E087 AA00 BA04 BA24 CB11 HA82

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.